

УДК 669.71

**А. В. Поздняков\*, Р. Ю. Барков, М. Н. Ситкина, С. М. Амер**Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
г. Москва

\*pozdniaikov@misis.ru

**ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА Al–6 %Cu–4,05 %Er**

Исследовано влияние примесей на фазовый состав и свойства деформируемого сплава системы Al–Cu–Er. В структуре сплава присутствуют частицы фаз кристаллизационного происхождения  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ ,  $\text{Al}_3\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ . Фазы  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$  имеют компактную сферическую морфологию и максимальный размер до 3 мкм после отжига при 605 °С, фаза  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  — игольчатую форму длиной до 15 мкм.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, редкоземельные металлы, эрбий, примеси, микроструктура, термическая обработка, твердость, прочность

**A. V. Pozdniaikov, R. Yu. Barkov, M. N. Sitkina, S. M. Amer****EFFECT OF IMPURITIES ON PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF Al–6 %Cu–4,05 %Er WROUGHT ALLOY**

The influence of impurities on the phase composition and properties of the wrought alloy of the Al–Cu–Er system is investigated. The structure of the alloy contains particles of phases of crystallization origin  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ ,  $\text{Al}_3\text{Er}$  and  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$ . The  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  and  $\text{Al}_3\text{Er}$  phases have a compact spherical morphology and a maximum size of up to 3 microns after annealing at 605 °C, the  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  phase has a needle shape up to 15 microns long.

*Keywords:* aluminium alloys, rare earth elements, erbium, impurities, microstructure, heat treatment, hardness, strength.

Достаточно прочные как при комнатной, так и при повышенных температурах сплавы системы Al–Cu отличаются самой низкой технологичностью при литье среди алюминиевых сплавов [1]. Повышения характеристик литейных свойств, в частности, показателя го-

рячеломкости до уровня, близкого к медистым силуминам, возможно за счет легирования эвтектикообразующими элементами, к примеру, кремнием, никелем, железом, марганцем [2]. Альтернативный вариант — это поиск новых перспективных базовых систем легирования. К таковым можно отнести системы Al—Cu—Er, сплавы в которой, лежащие на квазибинарном разрезе Al—Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er [3], имеют низкий интервал кристаллизации (менее 40 °С) и хороший уровень характеристик механических свойств [4]. При этом эвтектическая фаза Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er сохраняют высокую дисперсность в процессе высокотемпературной гомогенизации [4]. Однако даже небольшое содержание примесей кремния и железа может оказать весомое влияние на фазовый состав и свойства алюминиевых сплавов, в частности легированных эрбием [5]

По результатам рентгенофазового анализа (рис. 1, б) выявлено наличие пиков, соответствующих алюминию, фазам Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er, Al<sub>3</sub>Er, а также несколько не идентифицированных пиков, которые, вероятно, соответствуют тройной фазе (Al, Er, Si). Это предположение вытекает из анализа микроструктуры сплава после гомогенизации при температуре 605 °С (рис. 1, в). В процессе гомогенизации происходит фрагментация и сфероидизация фаз Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er и Al<sub>3</sub>Er и в структуре выявляются вытянутые иглообразные включения фаз длиной до 15 мкм, обогащенных эрбием и кремнием (рис. 1, в). Данные выделения не удалось выявить в литой структуре на фоне сплошной эвтектики. Железосодержащих фаз в структуре не выявлено. Железо растворяется в фазах Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er и Al<sub>3</sub>Er в количестве до 1 %, не изменяя их морфологии.

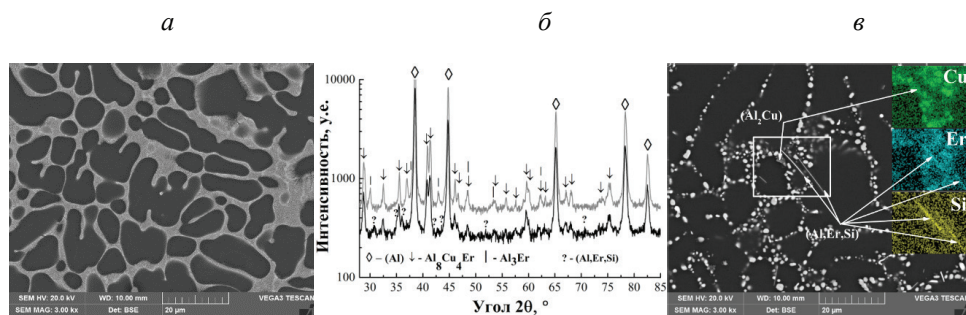


Рис. 1. Микроструктура (а, в) (СЭМ) и рентгенограмма (б) сплава AlCuErFeSi:

а — литое состояние, в — отжиг при 605 °С в течение 3 часов

На рис. 2, *а* представлена структура исследуемого сплава после прокатки. Фазы  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$  и  $\text{Al}_3\text{Er}$ , имея компактную, близкую к сферической, морфологию, однородно распределяются в матрице. А иглообразные частицы фазы  $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$  дробятся в процессе деформационной обработки. В деформированном состоянии не выявлено присутствия игольчатых фаз.

На рис. 2, *б* представлена эволюция твердости в процессе 1-часового отжига в температурном интервале 100–550 °С. При низких температурах отжига (до 300 °С) сплав сохраняет нерекристаллизованную структуру и имеет несколько более высокую твердость, чем тот же сплав без примесей железа и кремния (рис. 2, *б*), что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц в структуре. В таблице представлены результаты испытаний на одноосное растяжение исследуемого сплава в сравнение с тем же сплавом без примесей.

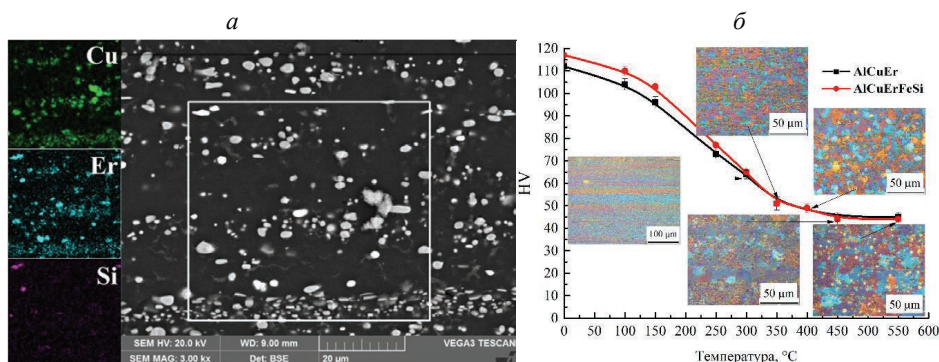


Рис. 2. Микроструктура и распределение легирующих элементов между фазами в прокатанном состоянии (*а*) и зависимость твердости от температуры отжига в течение 1 часа (*б*)

#### Таблица

Результаты испытаний на растяжение в сплавах  $\text{AlCuErFeSi}/\text{AlCuEr}$  [4]

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Деформированное	$335 \pm 2 / 298 \pm 2$	$368 \pm 4 / 335 \pm 4$	$2,3 \pm 0,3 / 3,5 \pm 0,3$
Отжиг 100 °С, 1 час	$310 \pm 1 / 282 \pm 1$	$350 \pm 2 / 318 \pm 2$	$4,3 \pm 0,8 / 3,1 \pm 0,7$
Отжиг 100 °С, 3 часа	$306 \pm 3 / 278 \pm 3$	$343 \pm 1 / 312 \pm 1$	$3,4 \pm 0,4 / 2,8 \pm 0,4$

Окончание табл.

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Отжиг 150 °С, 1 час	284±2/273±2	316±2/302±2	2,4±0,3/2,8±0,9
Отжиг 150 °С, 3 часа	277±2/267±2	308±3/289±3	3,3±0,7/2,8±0,7
Отжиг 250 °С, 0,5 часа	229±4/225±1	244±4/234±2	6,3±0,2/3,1±1,2

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19–79–10242).*

### Литература

1. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М. : Наука, 1966.
2. Determining the hot cracking index of Al–Si–Cu–Mg casting alloys calculated using the effective solidification range / V.S. Zolotarevskiy [et al.] // Int. J. of Cast Met. Res. 2014. V. 27, № 4. P. 193–198.
3. Phase relationships in the Al-rich region of the Al–Cu–Er system / L. Zhang [et al.] // J. of All. and Comp. 2011. V. 509. P. 3822–3831.
4. Comparative analysis of structure and properties of quasi-binary Al-6,5Cu-2,3Y and Al-6Cu-4,05Er alloys / S. M. Amer [et al.] // Phys. of Met. and Metall. 2020. 121 (3). 2020. P. 1–7.
5. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er / N. Q. Vo [et al.] // Acta Mater. 2014. № 63. P 73–85.